第30卷 第9期 材 料 研 究 学 报 Vol. 30 No. 9
2016年9月 CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH September 2016

随机植物短纤维复合材料界面性能对有效模量和拉伸行为的影响*

沈 珉 孙晓翔 刘 洋

(天津大学机械工程学院 天津 300072)

摘 要 研究了界面性能对随机短云杉纤维增强聚丙烯(PP)复合材料宏观拉伸性能的影响。采用双线性内聚力模型(CZM)描述随机短云杉纤维和PP基体间非理想界面的力学行为, 建立了含非理想界面的随机短纤维增强复合材料代表性单元(RVE)的二维有限元模型, 考虑了纤维含量、长细比、随机分布和随机各向异性弹性以及PP基体弹塑性的影响; 模拟了不同纤维含量复合材料的实验拉伸应力应变曲线。结果表明, 短云杉纤维/PP基体间非理想界面刚度与复合材料有效弹性模量之间有单调递增的曲线关系, 即E-K曲线; 同一复合材料不同纤维含量的E-K曲线簇有一个临界交点。在交点右侧强界面刚度区复合材料有效模量随着纤维含量的增加而提高, 在交点左侧弱界面刚度区有效模量随着纤维含量的增加而减少。三种不同体积含量10%、20%和49%的云杉/PP复合材料的非理想界面刚度可用E-K曲线和实验测得的宏观有效弹性模量确定, 云杉/PP界面初始破坏位移和界面完全破坏位移也可根据模拟拉伸应力应变曲线确定。数值分析结果能用非理想界面刚度来解释和理解随机短植物纤维体积含量对复合材料宏观有效模量的影响。

关键词 短植物纤维, 拉伸性能, 有限元, 纤维/基体界面, 有效弹性模量, 内聚力模型

分类号 TB324 文章编号 1005-3093(2016)09-0681-09

Influence of Interface Property on Effective Modulus and Tensile Behavior of Short Fiber Reinforced Composite

SHEN Min** SUN Xiaoxiang LIU Yang

(School of Mechanical Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072, China)

*Supported by National Natural Science Foundation of China Nos. 10972155, 11572218 & 81670884.

Manuscript received December 17, 2015; in revised form March 2, 2016.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (022)27404934, E-mail: minshen@tju.edu.cn

ABSTRACT The influence of interface performance on the macroscopic tensile properties for the random short spruce fibers reinforced polypropylene (PP) composite materials was investigated. The mechanical behavior of the imperfect interface between spruce fiber and PP matrix is described by the bilinear cohesive zone model (CZM), while a two-dimensional finite element model of the representative volume element (RVE) with CZM for the material was developed in terms of the volume content, aspect ratio (AR) and random anisotropic elastic of random distribution short spruce fiber, as well as the influence of elastic plastic PP matrix. Experimental tensile stress strain curves for the composites with different fiber volume contents were simulated. The results show that there exists a common trend of monotone increasing for the curves of imperfect interfacial stiffness versus the effective modulus, namely E-K curves. The E-K curves for the composites with different volume fraction of fibers converged to a unique critical point (CP). In the range of higher interface stiffness the effective modulus of composites increase with the increase of fiber volume content, in the range of lower interface stiffness that is the opposite. For three spruce/PP composites with different fiber contents of 10%, 20% and 49% (in volume fraction), their imperfect interfacial stiffness could be estimated by their E-K curves and the measured macroscopic effective elastic modulus through experiment. The displacement corresponding to the initial separation and that to

* 国家自然科学基金10972155, 11572218和81670884资助项目。
2015年12月17日收到初稿; 2016年3月2日收到修改稿。
本文联系人: 沈 珉
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.625

the entire separation of the interface could also be determined by the simulating tensile experimental stress strain curve of spruce/PP. Therefore, the results of numerical analysis base on the imperfect interfacial stiffness can be used to explain and further understand the influence of random short fiber volume content on the effective modulus of spruce/PP composites.

KEY WORDS plant short fiber, tensile behavior, finite element analysis, fiber/matrix interface, effective modulus, cohesive zone model

植物短纤维增强复合材料有质轻、环保和可循环使用等优点，广泛应用在汽车、高铁列车和民用飞机等领域，是绿色环保复合材料的研发热点之一[1, 2]。随机短云杉纤维增强聚丙烯复合材料(云杉/PP)可循环使用，是具有潜在应用价值的植物纤维增强复合材料。文献[3, 4] 研究了纤维微结构对其宏观拉伸和断裂行为的影响，文献[5]研究了该材料经历5次和10次循环使用后的拉伸和断裂力学性能。植物短纤维增强复合材料的力学性能主要受三方面因素影响，即纤维和基体材料的力学性能、纤维的微结构[6](尺寸、长细比、体积分数、随机分布情况等)以及纤维/基体界面的性能。其中纤维/基体界面在纤维与基体之间传递应力，在复合材料中有极为重要的作用[7]。植物纤维具有较强的吸水性而聚合物基体具有斥水性，影响复合材料纤维与基体之间的黏合程度[8]，出现纤维基体界面脱粘、孔洞等缺陷，使载荷难以在基体与纤维之间进行有效传递，影响复合材料的宏观力学性能。因此，为了云杉/PP复合材料的优化设计应该研究其界面力学行为对复合材料宏观力学性能的影响。

一些学者研究植物短纤维增强复合材料力学性能时发现，材料的纤维体积含量超过某一数值后其力学性能下降[9-11]。Hu在实验中发现[9]，纤维体积含量为50%的大麻纤维增强聚乳酸复合材料的强度和模量均低于40%材料的相应值。用扫描电子显微镜观察材料的断裂表面，发现在纤维体积含量为50%的材料中一些纤维与基体并没有很好地结合。Arib在菠萝叶增强聚丙烯复合材料的拉伸实验中发现[10]，当纤维体积含量小于10.8%时材料的宏观弹性模量随纤维体积含量的增加而上升，而当纤维体积含量为16.2%时其宏观弹性模量反而降低。Hargitai研究大麻增强聚丙烯复合材料的力学性能发现[12]，当材料的体积分数大于50%时材料的弹性模量出现下降的趋势。这说明，对于高纤维体积含量材料界面的作用极为重要。植物纤维复合材料的界面性能的相关参数，特别是对短植物纤维，不易在实验中直接测量和表征，所以需要建立考虑纤维基体界面因素的复合材料力学模型，用数值方法定量分析以研究界面性能对其材料宏观力学性能的影响。

Hashin提出了复合材料纤维和基体间的非理想界面的概念[13]，考虑该界面上物理量如应力和位移的不连续，来研究对复合材料宏观力学性能影响。目前，描述复合材料纤维基体非理想界面力学行为的模型有线性弹簧模型(Linear spring model, LSM)[14]、三相材料模型[15]和内聚力模型(Cohesive zone model, CZM)[16]。CZM模型用牵引-分离定律(Traction-Separation law, T-S)曲线描述纤维/基体的非理想界面力学行为，模拟界面硬化、软化直至破坏的过程。在理论和数值模型中T-S曲线被广为应用。目前还没有有效和通用的实验方法测定CZM界面模型参数，特别是对随机短纤维增强复合材料的界面。喻明等用试凑法估计了球形颗粒增强复合材料界面力学CZM参数[17]，通过有限元模拟研究材料的破坏和界面的损伤。Sreeranganathan建立三维颗粒增强复合材料有限元模型，研究了增强相和基体材料的力学性能以及材料微结构对其宏观力学性能的影响[18]，但是没有考虑界面因素。

使用内聚力模型描述云杉/PP复合材料的非理想界面力学行为，已通过实验与数值混合法初步探索了该随机短纤维复合材料宏微观内聚力参数的测量方法[19]；用两个细观理论模型探讨了随机短纤维(颗粒)增强复合材料的非理想界面刚度和其有效模量的理论估计方法[20]。本文采用数值方法，基于内聚力模型表征纤维/基体非理想界面力学行为，进一步建立具有不同纤维含量的随机短云杉/PP复合材料的代表性单元(RVE)的有限元模型，并考虑云杉纤维各向异性弹性性能、纤维随机材料主方向和随机位置，PP基体为弹塑性材料。研究纤维基体间界面相性能对随机短云杉/PP复合材料宏观拉伸行为的影响。使用对比实验曲线的方法得到相关CZM参数，并定量地分析讨论界面刚度与材料有效弹性模量的关系。

1 模型描述

1.1 短云杉/PP复合材料

本文研究的几种随机短云杉纤维增强聚丙烯复合材料(云杉/PP)，云杉纤维体积含量分别为60%、49%、20%和10%。云杉纤维是用工业废料(锯末)加

工而成, 其直径和长度的统计平均尺寸分别约为0.4 mm和0.8 mm, 长细比*AR*约为2。聚丙烯(PP)基体材料的型号为APPRYL3400 MA1。根据云杉纤维的形态特点[5], 可将其视为正交各向异性弹性材料, 加工方式使得其材料主方向一般与纤维轴线方向的夹角随机分布; PP基体是均匀各向同性弹塑性材料。用奥林帕斯工业显微镜得到的云杉/PP复合材料的表面细观形貌如图1(a)所示。本文用到的云杉和PP材料的弹性常数列于表1[3, 15, 16], PP的实验应力应变曲线在文献[3]中给出。用Instron 1343 电液伺服静动态试验机进行云杉/PP复合材料的拉伸试验, 使用标准板型拉伸试件, 试验段截面尺寸为10×4 mm², 在室温下用位移控制加载(速率为20 mm/min), 测出云杉纤维的体积含量分别为49%、20%和10%的复合材料的应力应变曲线。

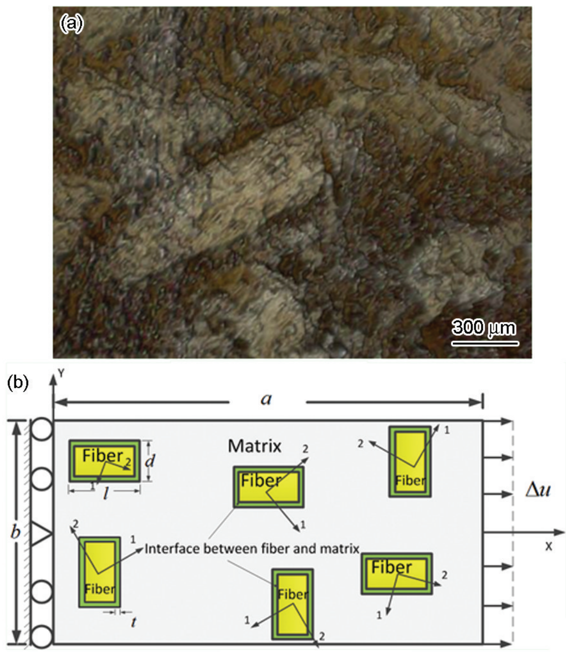


图1　云杉/PP复合材料的表面细观形貌和RVE模型的几何及边界条件

Fig.1 Microstructure surface image (a) and geometry and boundary conditions of RVE model (b) of spruce/PP composites

表1 云杉纤维和PP基体的弹性模量

Table 1 Elastic properties of spruce fiber and PP matrix

Properties	Symbol	Spruce fiber	PP
	E_1	10991.0	
E/ MPa	E_2	716.0	1573.0
	E_3	435.0	
	ν_{12}	0.42	
ν	ν_{13}	0.48	0.4
	ν_{23}	0.50	
	G_{12}	724.0	
G/ MPa	G_{13}	557.0	
	G_{23}	31.6	

1.2 考虑界面的RVE有限元模型

针对云杉/PP复合材料的特点, 本文建立了可以考虑云杉纤维体积含量、各向异性弹性性能、纤维随机材料主方向和随机位置等微结构信息, 且PP基体为弹塑性材料的随机短云杉/PP复合材料代表性单元(RVE)的有限元数值模型。

模型中假设: 1)随机短云杉纤维是均匀各向异性弹性材料, 在基体材料内的分布位置、分布方向是随机的, 其材料主方向一般与纤维轴线方向是随机的; 2)基体是均匀各向同性弹塑性材料; 3)云杉/PP间界面是没有脱粘的非理想界面, 其力学行为用CZM界面模型来描述; 4)RVE内含有足够多的短纤维, 纤维、基体的体积含量满足复合材料的混合定律; 5)破坏均发生在纤维/基体界面处, 而基体和纤维均不发生破坏。为简化起见, 设受力前该RVE中各处、所有纤维的纤维/基体界面性能皆相同, 即所有界面的CZM模型参数相同。

随机短云杉/PP复合材料的二维RVE模型如图1所示, 为使模型的纤维微结构特征接近真实的复合材料, 纤维分布位置和纤维轴线取向是随机的, 用数字1、2表示每个云杉纤维在xy平面内的两个材料主方向, 如图1所示, 建模时材料主方向1与纤维轴线的夹角也是随机的。每个云杉纤维通过周围的一层以CZM表征的接近零厚度非理想界面与PP基体粘结。

图1中模型的长与宽分别用a和b表示, 在本文中RVE模型尺寸参照Lam等[3]的云杉/PP复合材料拉伸试验试件的均匀实验段尺寸, 即二维RVE模型厚度为4 mm, 取a=8 mm, b=5 mm, 纤维长细比为2。在单向拉伸时, RVE模型的边界条件可以表示为

$$\begin{cases} u(0,y)=0 & y\in\left[-\dfrac{b}{2},\dfrac{b}{2}\right] \\ u(a,y)=\Delta u & y\in\left[-\dfrac{b}{2},\dfrac{b}{2}\right] \\ v(0,0)=0 \end{cases} \tag{1}$$

其中Δu为拉伸量, 本文取Δu=0.3 mm。

为生成RVE有限元模型以及界面相单元的前处理, 本文用随机序列吸附(Random Sequential Absorption, RSA)方法[21], 用Fortran语言编写前处理程序, Cohesive界面单元采用与纤维和基体单元共结点的方式植入RVE有限元模型。RSA方法的基本

思想是: 随机取向的纤维随机分布于基体之中, 新生成的纤维不得与其它已生成的纤维产生嵌入或接触的情况, 否则去除已生成纤维并重新生成新的纤维, 直至材料当前的纤维体积分数达到目标体积分数。在本文中, 前处理程序实现RSA的方法是, 每当新生成纤维单元时其占用的有限元网格节点不得被已生成的纤维占用, 否则重新赋予纤维的位置和取向, 继续判断该纤维是否符合要求, 直至生成符合要求的纤维, 嵌入在相应的位置上。

1.3 纤维基体界面的Cohesive单元表征

本文将随机短云杉/PP复合材料的纤维/基体界面看作非理想界面, 用内聚力模型(CZM)表征, 非理想界面的内聚力t和界面分离量δ间的关系用CZM的牵引-分离定律, 即T-S曲线来表征。

目前细观力学实验方法如纤维拔出实验、微滴脱粘实验、单丝段裂实验和压头顶出实验等能测量界面的某些力学性能, 但是对于纤维长细比小的随机短云杉/PP复合材料, 还没有适合的实验方法测量真实的纤维/基体界面内聚力模型的T-S曲线。为了突出界面力学行为的主要特征、减少分析参数, 本文CZM模型使用双线性的T-S曲线, 如图2所示, 其中界面分离量δ小于初始破坏位移δ_0时为弹性阶段(OA段), K表示Cohesive界面刚度, 最大牵引力t_{max}为Cohesive界面强度; δ_f为界面完全破坏位移, 当$\delta_0 < \delta < \delta_f$时, 界面进入软化阶段(AB段), 界面发生损伤, 牵引力t逐渐下降, $\delta \geq \delta_f$时, 界面达到完全脱粘的状态[22](BC段)。在T-S曲线的弹性阶段, 二维t与δ的本构关系为

$$\begin{bmatrix} t_n \\ t_s \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 \\ 0 & K_{ss} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \end{bmatrix} \times \frac{1}{T_0} \tag{2}$$

式中下角标n和s分别表示界面的法线和切线方向, t_n和t_s分别表示界面法向和切向的牵引力, δ_n和δ_s分别表示界面法向和切向的分离位移, K_{nn}和K_{ss}分别表示法向和切向的界面刚度, T_0为Cohesive界面厚度。

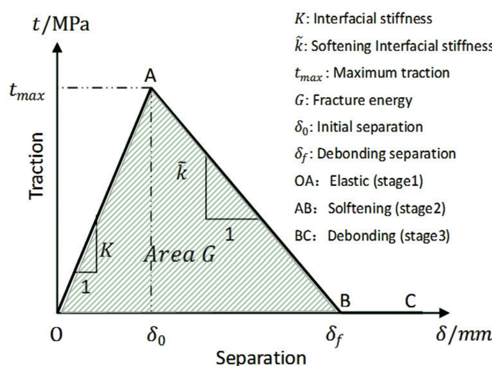


图2 cohesive单元双线性牵引-分离曲线

Fig.2 Bilinear traction-separation law of cohesive element

在本文的RVE有限元模型中, 采用ABAQUS程序中的二维4节点Cohesive单元(COH2D4)模拟纤维/基体非理想界面的力学行为。对于双线性CZM模型的T-S曲线, 可用三个独立参数为一组确定其牵引-分离关系, 即界面刚度K、相应的初始破坏位移δ_0和完全破坏位移δ_f。

为简化起见, 计算中假设Cohesive界面的法向和切向的T-S曲线相同, 相应各个双线性CZM参数相同, 即$K=K_{nn}=K_{ss}$、$\delta_0=\delta_{0n}=\delta_{0s}$和$\delta_f=\delta_{fn}=\delta_{fs}$等等。

试算和验证表明, Cohesive界面(单元)厚度T_0对复合材料拉伸应力应变曲线的模拟影响极小故可以忽略, 计算中T_0值取一个很小的值0.5 μm。由于界面相所占的体积很小, 在计算纤维含量时不考虑界面相体积的影响。

本文采用上述RVE有限元模型, 模拟云杉/PP复合材料的拉伸实验应力-应变曲线, 反复迭代试算, 确定其纤维/基体界面内聚力模型的一组参数, 即K、δ_0和δ_f等。

1.4 RVE有限元模型计算的实施及验证

使用ABAQUS6.10有限元分析软件计算分析随机短云杉/PP复合材料RVE二维有限元数值模型, 模拟云杉纤维和PP基体的有限单元皆采用4节点平面应力缩减积分单元(CPS4R), 界面单元使用4节点Cohesive单元(COH2D4)。由于RVE有限元模型内含有足够多的随机分布且取向随机的短纤维, 有限元网格划分必须足够密, 才能得到精确的数值结果。为了保证弹塑性、非线性计算的收敛, 且有足够的精度, 必须验证RVE有限元网格密度对计算得到的复合材料宏观有效性能, 如对宏观有效模量预测的数值结果影响。

对纤维含量为V_f=20%的RVE有限元模型, 图3给出了四种CZM界面刚度K, 分别为5×10^3 MPa/mm、

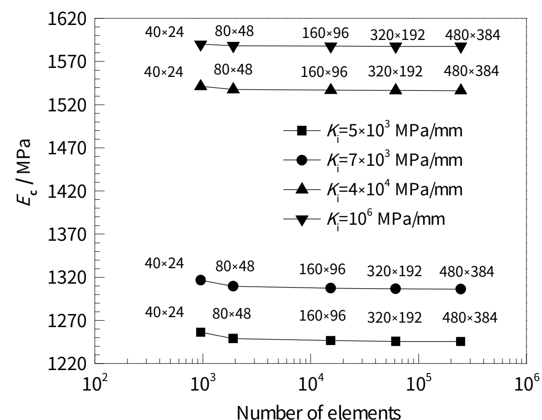


图3 网格密度对预测的宏观有效模量影响

Fig.3 Effective modulus of models with different mesh densities

7×10^3 MPa/mm、4×10^4 MPa/mm、和 1×10^6 MPa/mm, 同时考虑五种不同的有限元网格密度, 即分别是40×24、80×48、160×96、320×192和480×384, 计算得到的宏观有效模量。试算结果表明, 当网格密度大于80×48时宏观有效模量预测的数值结果偏差小于0.1%。因此, 本文选择适中的单元网格密度为160×96, 纤维和基体单元对应的尺寸为0.05 mm×0.052 mm, 以保证计算精度。

上述试算结果还表明, 由于云杉/PP复合材料的纤维长细比很小(AR= 2), 且纤维是各向异性的, 材料主方向是随机的, 短纤维轴向的取向随机性影响很小。在不影响预测结果的情况下, 为了减少有限元网格划分的困难和避免单元网格过密, 建模时短纤维轴线的取向只随机分布在试件的轴向(x 方向)和其垂直方向, 如图4所示。图4给出的是纤维体积含量分别为10%、20%和49%的随机短云杉纤维增强聚丙烯复合材料RVE的有限元模型网格和CZM界面单元划分图。在纤维体积含量49%的RVE模型中, 基体和纤维单元总数为15360个, cohesive单元数为2832个, 总节点数为18685个。

按照上述含有界面单元的RVE有限元方法建立的随机短云杉/PP复合材料的“数值试件”, 即使纤维(及其含量)、基体和界面的力学性能相同, 由于每个“数值试件”中短纤维的位置、取向和材料各向异性主方向分布是随机的, 不同的数值试件预测得到的复合材料宏观有效模量的数值是不同的, 有一定的分散性。参照文献[23]的方法, 如在预测同一纤维含量的云杉/PP复合材料宏观有效模量时, 给定同一个界面刚度和其它材料参数后, 本文用10个短纤维的位置、取向和材料各向异性主方向随机分布的不同“数值试件”预测宏观有效模量, 并用高斯概率密度函数[21] 进行统计分析, 即

$$P(E)=\frac{1}{\sqrt{2\pi}\,\sigma}e^{\frac{-(E-\mu)^2}{2\sigma^2}} \tag{3}$$

其中μ和σ分别为有效弹性模量的统计平均值和方差, 即μ为材料在该界面刚度下的数值计算得到的有效弹性模量E。

2 结果和讨论

本文基于双线性内聚力模型表征的云杉/PP复合材料的纤维基体界面性能, 包括非理想界面刚度、界面强度和界面断裂能, 与之对应的的双线性CZM模型的独立参数分别是非理想界面刚度K、初始破坏位移δ_0和完全破坏位移δ_F。

2.1 非理想界面刚度与有效模量的单调递增关系

为了研究随机短云杉/PP复合材料中纤维基体间的非理想界面刚度K对其宏观有效弹性模量E的影响, 先利用本文建立的随机短云杉/PP复合材料考虑纤维基体界面行为的代表性单元(RVE)有限元数值模型, 通过对界面刚度K的参数研究, 用FEM数值模型得到宏观有效弹性模量E与非理想界面刚度K的关系曲线。

分别用10%、20%和49%三种纤维体积含量的云杉/PP材料的RVE有限元数值模型, 模拟相应体积含量真实材料的拉伸力学行为, 其中云杉纤维的长细比AR为2, 纤维材料为随机正交各向异性弹性; 选取 3×10^3 MPa/mm~10^7 MPa/mm 之间共20个不同界面刚度值, 计算每个界面刚度值对应的10个复合材料“数值试件”的有效弹性模量, 得到对应上述每个界面刚度值的统计平均有效弹性模量E, 并以PP基体的弹性模量E_m为参照, 得到无量纲化的有效模量E/E_m和非理想界面刚度K之间的关系, 即云杉/PP复合材料的E-K关系曲线(E-K曲线)。上述三种纤维体积含量的云杉/PP材料E-K曲线, 在图5中给出。

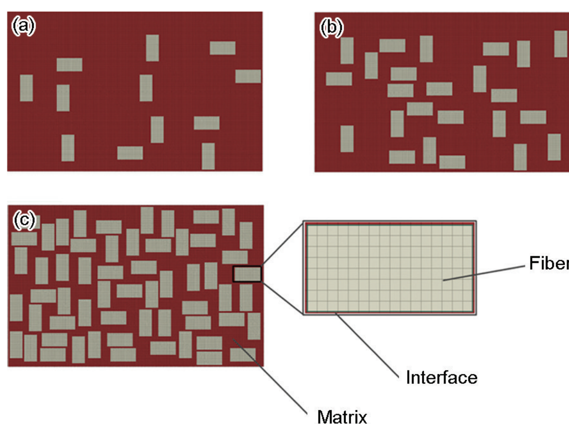


图4 代表体RVE模型的网格划分

Fig.4 Mesh of RVE model with AR=2: (a) V_f=10%, (b) V_f=20% and (c) V_f=49%

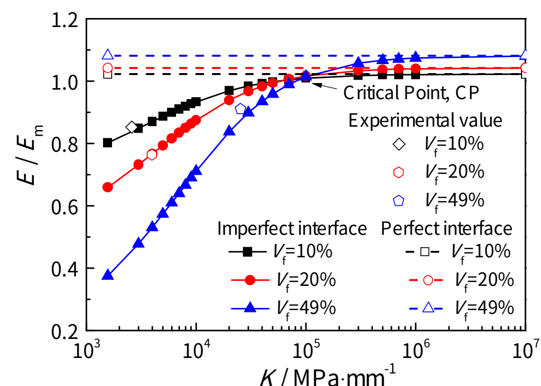


图5 云杉/PP复合材料的E-K曲线及各含量的实验值

Fig.5 E-K curves of spruce/PP composite and experimental values

图5表明, 对于同一体积含量的云杉/PP, 其有效模量E会随着其非理想界面刚度K值的增加而单调增加。对于不同体积含量的该复合材料, 可得到一簇E-K曲线。云杉/PP的E-K关系曲线, 可分为两个阶段: (1)当界面刚度K值较大, 如图中当界面刚度增加到10^7 MPa/mm, 或趋向无穷时, 复合材料界面接近理想粘接情况, 各含量的E-K曲线均趋于各自的水平渐进线; (2)界面刚度K值较小时, 曲线中部上升阶段是典型的非理想界面, 描述了云杉/PP复合材料在非理想界面刚度影响下的宏观有效模量变化趋势, 即非理想界面刚度与宏观有效模量之间具有单调递增的关系。

文献[3]实验测量了10%、20%和49%三种纤维体积含量的云杉/PP材料的应力应变曲线, 可以得到其宏观有效模量E_{exp}。在此利用本文含界面的RVE有限元模型得到的云杉/PP复合材料的E-K曲线, 进而得到这三种不同纤维含量云杉/PP的纤维/基体界面刚度K, 如表2所示。实验测得的有效模量和相应界面刚度对应的E-K曲线上点的坐标为(K, E_{exp}/E_m), 在图5中分别用三个空心点来表示。

在本文的基本假设条件下, 因非理想界面刚度与宏观有效模量之间有单调递增的关系, 用这个数值方法通过实验测得的随机短纤维复合材料的宏观有效模量E_{exp}以估计其纤维/基体间非理想界面刚度K的值。

2.2 纤维含量和界面刚度对有效弹性模量的影响

从图5可以看出, 同一短纤维复合材料不同纤维含量的E-K曲线簇皆汇交于一点。称这个交点为纤维含量影响复合材料有效模量的临界交点(Critical Point, CP), 把临界交点对应的复合材料有效模量称为临界有效模量E_{cp}, 把该点对应的纤维/基体非理想界面刚度称为临界界面刚度K_{cp}。从图5可知, 对于纤维长细比为2的云杉/PP复合材料, 其临界有效模量E_{cp}=1594 MPa, 临界界面刚度K_{cp}=10^5 MPa/mm。

临界交点CP表明, 随机短纤维增强复合材料的纤维/基体非理想界面刚度影响纤维体积含量V_f对宏观有效模量E的增强或减弱趋势。即E-K关系曲线簇交点CP表明, 随机短纤维复合材料的有效模量E随着体积含量V_f的增加而增加是有条件的, 与其纤维/基体的非理想界面刚度值的大小有关:

(1)在CP的左下方, 非理想界面刚度值小于临界界面刚度K_{cp}, 有效模量E低于基体弹性模量E_m, 即提高短纤维含量未起到增强的效果, 有效模量E随着纤维体积模量V_f的增加而减小, 此区域为弱界面刚度区;

(2)各体积含量的曲线汇交于CP, CP的纵坐标值等于基体弹性模量E_m, 即无量纲化的纵坐标值等于1;

(3)在CP右上方, 非理想界面刚度值大于临界界面刚度K_{cp}, 有效模量E高于基体弹性模量E_m, 有效模量E随着短纤维体积含量V_f的增加而增加, 此区域为强界面刚度区。对于云杉/PP材料, 当界面刚度增加到10^7 MPa/mm, 各含量的E-K曲线均趋于各自的水平渐进线, 此时相当于纤维与基体界面是理想粘接的情况。

对于本文三种纤维体积含量为10%、20%和49%的云杉/PP材料, 由表2中实验测得的宏观有效模量E_{exp}估计的纤维/基体间非理想界面刚度K的值, 均小于临界界面刚度K_{cp}, 位于临界交点左侧的弱界面刚度区。纤维体积含量10%和20%云杉/PP材料的非理想界面刚度K值非常接近, 用上述对E-K曲线簇交点的分析, 如图5所示, 可以解释纤维体积含量较高的20%云杉/PP的有效模量反而会低于10%的有效模量, 导致材料有效模量降低的原因是弱界面刚度。

因此, 在这类随机短纤维云杉/PP复合材料的以提高有效模量为目标的设计中, 除了提高纤维体积含量以外, 还需要特别重视纤维/基体的界面设计, 特别是要保证非理想界面刚度值位于临界交点CP右侧的强界面刚度区。

针对各向同性颗粒增强复合材料, 文献[20]采用细观力学的Mori-Tanaka(M-T)方法和稀释解方法研究了非理想界面刚度对该复合材料有效模量的影响, 得到不同颗粒体积含量的单调递增的E-K关系曲线簇, 并用这两个理论模型证明了E-K关系曲线簇存在唯一的交点。本文的数值模型扩展了上述细观力学模型的能力, 考虑到短纤维是各向异性材料、且纤维长细比AR大于1, 得到随机短纤维增强复合材料E-K关系曲线簇和临界交点, 以便基于实验测得的宏观有效模量预测纤维/基体的非理想界面刚度。

表2 Cohesive参数及材料的有效弹性模量实验值

Table 2 Cohesive parameters and experimental effective elastic modulus

V_f/%	E_{exp}/MPa	K/(MPa/mm)	δ_0/mm	δ_f/mm
10	1341.4	2600	0.0220	0.93
20	1201.3	3960	0.0105	1.10
49	1432.2	25360	0.0016	0.80

2.3 界面CZM参数对应力应变曲线的影响及确定

用本文建立的随机短云杉纤/PP复合材料的考

虑纤维基体非理想界面的RVE有限元模型, 当含有足够多的随机分布短纤维, 在纤维体积含量、纤维尺寸、纤维长细比AR皆与复合材料实际"一致"的情况下, 模拟该材料的实验拉伸应力应变曲线[3], 通过对数值模拟的分析, 可以研究纤维基体非理想界面的双线性CZM界面模型的三个独立参数, 即界面刚度K、界面初始破坏位移δ_0和界面完全破坏位移δ_f, 对该复合材料拉伸行为的影响。

在应力应变曲线的线弹性阶段, 计算结果表明, 在弹性阶段CZM模型的δ_0和δ_f参数, 对复合材料的宏观弹性模量E没有影响; 复合材料的纤维基体间CZM的非理想界面刚度K只影响弹性阶段应力应变曲线的斜率, 即复合材料的宏观弹性模量E。上述数值分析表明, 随机纤维/基体间的非理想界面刚度K与该复合材料的宏观弹性模量E之间有单调递增关系。因此, 由实验得到的某一纤维体积含量的宏观有效弹性模量, 可根据本文数值模型计算得到的该复合材料的E-K关系曲线唯一地确定该体积含量的复合材料的纤维/基体的非理想界面刚度K。再用该模型模拟拉伸应力应变曲线, 弹性阶段可与文献[3]中得到的实验曲线吻合。图6给出了数值模拟得到的纤维体积含量为10%的云杉/PP应力应变曲线, 用上述方法再得到了非理想界面刚度K, 如表2所示。图6中尽管几种数值模曲线的CZM界面的δ_0和δ_f值不同, 但其弹性阶段皆与实验曲线吻合很好。

在应力应变曲线的非线弹性阶段, 确定K之后, 数值结果表明, 如图6所示纤维/基体的非理想界面CZM模型参数δ_0和δ_f只对复合材料拉伸应力应变曲线的非线弹性阶段有影响, 即曲线屈服和强化阶段的强度和破坏, 非理想界面刚度K对此阶段无影响。

通过模拟应力应变曲线的非线弹性阶段, 可以通过数值研究初步确定参数δ_0和δ_f。模拟纤维体积含量为10%的云杉/PP的实验应力应变曲线, 结果表明, 在K和δ_f不变时, 随δ_0的增加, 拉伸曲线最大应力增加(图6a), 以通过对实验曲线的模拟确定该材料的CZM界面初始破坏位移δ_0。试算结果还表明, 在K和δ_0不变时, 随着δ_f的变化拉伸曲线强化段的形状随之变化(图6b), 可通过对实验曲线的模拟确定该材料的CZM界面完全破坏位移δ_f。从而得到纤维体积含量为10%的云杉/PP复合材料的界面CZM参数δ_0和δ_f的值, 如表2所示。

同理, 根据云杉/PP的纤维体积含量为20%和49%的实验应力应变全曲线[3], 用本文方法确定相应的纤维/基体界面的CZM参数, 如表2所示。用本文数值模型模拟的三种不同纤维体积含量的云杉/PP复合材料的拉伸曲线与实验曲线的比较, 如图7所示。由有限元模拟与实验曲线比较而确定的三种体积含量的云杉/PP复合材料界面的CZM参数, 即界面刚度K、初始破坏位移δ_0和完全破坏位移δ_f的值, 如表2所示。使用本文建立的随机短云杉/PP复合材料的考虑纤维基体非理想界面的RVE有限元模型, 可模拟该材料的不同的纤维体积含量实验拉伸应力应变曲线。可以看出, 引入非理想界面CZM模型后有限元的预测精度提高, 数值预测与文献[3]的实验结果吻合。

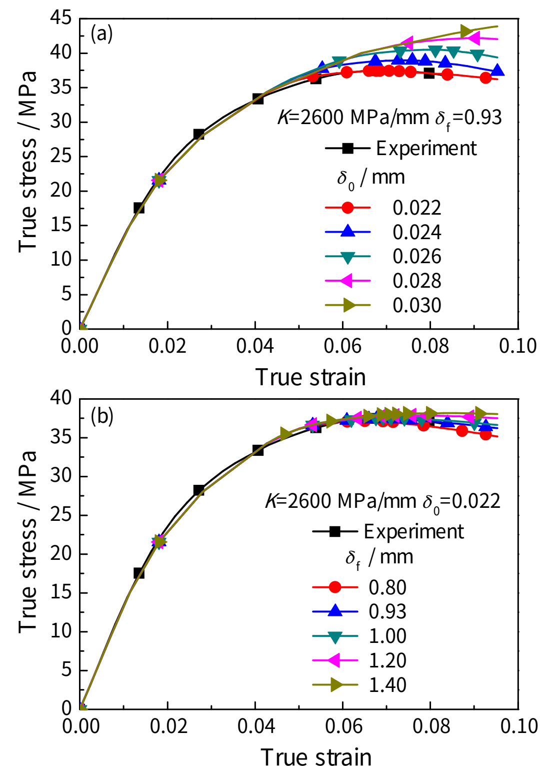


图6 Cohesive参数对材料应力应变曲线的影响

Fig.6 Influence of cohesive parameters to stress-strain curves (V_f=10%) **(a)** δ_0, (b) δ_f

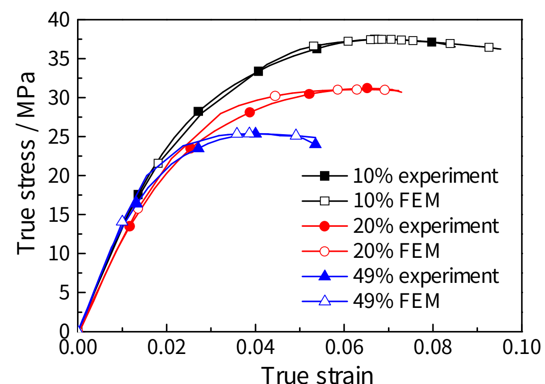


图7 应力应变曲线数值与实验结果

Fig.7 Stress-strain curves achieved by numerical and experimental method

3 结 论

1. 本文基于随机短云杉/PP复合材料的纤维的微结构(尺寸、长细比、体积含量、随机分布情况等)特点, 建立了该复合材料的代表性单元(RVE)的有限元模型, 采用双线性内聚力模型描述云杉/PP复合材料的非理想界面行为, 同时考虑了云杉纤维的各向异性弹性性能、纤维随机材料主方向和随机位置, PP基体为弹塑性材料。

2. 用含有非理想界面的RVE有限元模型通过对云杉/PP的界面刚度的参数研究结果表明, 随机短云杉/PP复合材料的有效模量*E*与云杉/PP间非理想界面刚度*K*值有单调递增的曲线关系, 即*E*-*K*曲线。不同纤维体积含量的云杉/PP复合材料的*E*-*K*曲线簇有一个临界交点(CP), CP从纤维/基体的非理想界面刚度大小的角度, 反映了纤维体积含量对复合材料宏观有效模量影响的两种趋势, 即在CP点左侧弱界面刚度区, *K*值偏小, 有效模量E随着纤维体积模量 V_f 的增加而减小; 在CP点右侧强界面刚度区*K*值偏大, 有效模量*E*随着纤维体积模量 V_f 的增加而增加, 当界面刚度*K*值无限大时界面为理想粘接, 短纤维复合材料的有效模量E随着纤维体积模量 V_f 的变化可以用现有的理论公式计算[20]。

3. 对于某一纤维体积含量的云杉/PP复合材料, 可用实验得到的有效拉伸弹性模量, 由本文数值模型得到的E-K曲线, 预测该短纤维/基体间非理想界面的刚度K值。

4. 针对三种不同体积含量10%、20%和49%的云杉/PP复合材料, 在模拟其实验拉伸应力应变曲线基础上, 使用本文的RVE数值模型和方法可分别得到它们的*E*-*K*曲线, 初步确定了云杉/PP基体间CZM模型的参数, 即非理想界面刚度*K*, 界面初始破坏位移 δ_0 和界面完全破坏位移 δ_f。用预测的非理想界面刚度和*E*-*K*曲线, 解释了纤维体积含量较高的20%云杉/PP的有效模量反而会低于10%的有效模量的实验现象。

参 考 文 献

1 Ku H, Wang H, Pattarachaiyakoop N, Trada M. A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites, Composites Part B: Engineering, **42**(4), 856(2011)

2 Li Y, Luo Y. Mechanical properties and applications of natural fiber reinforced composites, Chinese Journal of Solid Mechanics, **31**(6), 36(2010)
(李 岩, 罗 业, 天然纤维增强复合材料力学性能及其应用, 固体力学学报, 31(6), 36(2010))

3 Lam T. Q., F. Lagattu, J. Brillaud and J. Barbier, Influence of natural fibre reinforcement on microstructural and mechanical properties of polypropylene. ECCM11 congress in Greece, May, 2004

4 Shen, M, Touchard, F, Bezine, G, Brillaud, J. Direct numerical simulation of fracture behaviour for random short wood fibre- reinforced composites in comparison with digital image correlation experiments. Journal of Thermoplastic Composite Materials, **28**(5), 686(2015)

5 Hoang, T. Quynh Truong, Lagattu, F, Brillaud, J. Natural Fiber-Reinforced Recycled Polypropylene: Microstructural and Mechanical Properties, Journal of Reinforced Plastics and Composites. **29**(2), 209(2010)

6 Ren C, Chen J J, Pan H L. Prediction model for elastic modulus of random short fiber reinforced composite, Acta Materiae Compositae Sinica, **29**(4), 191(2012)
(任 超, 陈建钧, 潘红良, 随机短纤维增强复合材料弹性模量预测模型, 复合材料学报, **29**(4), 191(2012))

7 Chen P, Yu Q, Lu C. Advance in the Study of Interface of Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites, FIBER COMPOSITES, **53** (1), 53(2005)
(陈 平, 于 祺, 路 春, 纤维增强聚合物基复合材料的界面研究进展, 纤维复合材料, **53**(1), 53(2005))

8 Sheng X M, Li Y B, Recent development of natural fiber reinforced polymer composite, New Chemical Materials, **40**(10), 1(2012)
(盛旭敏, 李又兵, 聚合物基天然植物纤维增强复合材料研究进展, 化工新型材料, **40**(10), 1(2012))

9 Hu R, Lim J-K. Fabrication and mechanical properties of completely biodegradable hemp fiber reinforced polylactic acid composites, Journal of Composite Materials, **41**(13), 1655(2007)

10 Arib R, Sapuan S, Ahmad M, Paridah M, Zaman H. Mechanical properties of pineapple leaf fibre reinforced polypropylene composites, Materials & Design, **27**(5), 391(2006)

11 Hajnalka H R I, Anandjiwala R D, Development of HEMP fibre reinforced polypropylene composites, Thermoplast Compos Mater. **21**, 165(2008)

12 Ku H, Wang H, Pattarachaiyakoop N, Trada M. A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites. Composites Part B: Engineering. 42(4), 856(2011)

13 Hashin Z, Shtrikman S, A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **11**(2), 127(1963)

14 Chen W, Zhu X, Huang Z, Modeling of multi-inclusion composites with interfacial imperfections: Micromechanical and numerical simulations, Science China Technological Sciences, **53**(3), 720(2010)

15 Wang H, Zhou H, Peng R, Mishnaevsky Jr L. Nanoreinforced polymer composites: 3D FEM modeling with effective interface concept, Composites Science and Technology, **71**(7), 980(2011)

16 Shen M, Xu R, Yuan HT. Numerical simulation of tensile behaviors for random spruce short fiber reinforced composites, Advanced Materials Research: Trans Tech Publ; p. 544(2012)

17 Yu M, Zhu P, Ma Y, Experimental study and numerical prediction of the elastic properties of syntactic foams considering the interfacial effect, Acta Materiae Compositae Sinica, **30**(3), 225(2013)
(喻 明, 朱 平, 马颖琦, 考虑界面效应的复合泡沫塑料弹性性能数值仿真预测与试验研究, 复合材料学报, **30**(3), 225(2013))

18 Sreeranganathan A, Gokhale AM, Young P. Realistic micromechanical modeling of discontinuously reinforced composites, Computational Materials Science, **49**(2), 407(2010)

19 Shen M, Zhang X X, Sun X X, Experimental- numerical hybrid method for measurement of cohesive zone model parameters of short fiber composites in both macro and micro scale, Acta Materiae Composite Sinica, **32**(1), 204(2015)
(沈 珉, 张晓旭, 孙晓翔, 短纤维复合材料宏微观内聚力模型参数测量的实验与数值混合法, 复合材料学报, **32**(1), 204(2015))

20 Shen M, Hao P, Theoretical estimation of imperfect interfacial stiffness and effective modulus in particle reinforced composites, Acta Materiae Composite Sinica, **33**(1), 189(2016)
(沈 珉, 郝 培, 颗粒增强复合材料非理想界面刚度和有效模量的理论估计, 复合材料学报, **33**(1), 189(2016))

21 K. Sobczyk, D. J. Kirkner, Stochastic modeling of microstructures, Modeling and Simulation in Science, Engineering and Technology, Birkhäuser, (2001)

22 Vaughan T, McCarthy C, Micromechanical modelling of the transverse damage behaviour in fibre reinforced composites, Composites Science and Technology, **71**(3), 388(2011)

23 Guillebaud-Bonnafous C, Vasconcellos D, Touchard F, Chocinski-Arnault L, Experimental and numerical investigation of the interface between epoxy matrix and hemp yarn, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, **43**(11), 2046(2012)